

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 06088168
PUBLICATION DATE : 29-03-94

APPLICATION DATE : 19-03-93
APPLICATION NUMBER : 05083877

APPLICANT : TOYOTA MOTOR CORP;

INVENTOR : SHIBATA SHINJI;

INT.CL. : C22C 38/00 C22C 38/38

TITLE : HEAT RESISTANT FERRITIC STAINLESS STEEL SHEET EXCELLENT IN HIGH TEMPERATURE STRENGTH AND WELDABILITY

ABSTRACT : PURPOSE: To provide ferritic stainless steel for the exhaust manifold of an automotive engine excellent in high temp. strength and weldability.

CONSTITUTION: The compsn. of the steel is constituted of a one contg., by mass, $\leq 0.02\%$ C, $< 0.6\%$ Si, 0.6 to 2.0% Mn, $\leq 0.006\%$ S, $\leq 0.04\%$ P, 17.0 to 22.0% Cr, > 0.6 to 1.5% Nb, 1.0 to 3.0% Mo, 0.01 to 0.5% V, 0.1 to $< 0.3\%$ Cu, $\leq 0.02\%$ N, 0.005 to 0.05% Al and $\leq 0.012\%$ O. Furthermore, these elements are incorporated so as to satisfy the relationship of $C+N \leq 0.03\%$, $MW/S \geq 200$ as well as $16.8 \leq 0.6Cr + 1.1Mo + 1.5W + 8.2Nb \leq 24.0$, and the balance Fe with inevitable impurities on the producing process.

COPYRIGHT: (C)1994,JPO&Japio

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平6-88168

(43) 公開日 平成6年(1994)3月29日

(51) Int.Cl.⁶

C 2 2 C 38/00
38/38

識別記号

庁内整理番号

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数4(全14頁)

(21) 出願番号 特願平5-83877

(22) 出願日 平成5年(1993)3月19日

(31) 優先権主張番号 特願平4-92453

(32) 優先日 平4(1992)3月19日

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000004581

日新製鋼株式会社

東京都千代田区丸の内3丁目4番1号

(71) 出願人 000003207

トヨタ自動車株式会社

愛知県豊田市トヨタ町1番地

(72) 発明者 植松 美博

山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製

鋼株式会社鉄鋼研究所内

(72) 発明者 平松 直人

山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製

鋼株式会社鉄鋼研究所内

(74) 代理人 弁理士 和田 憲治

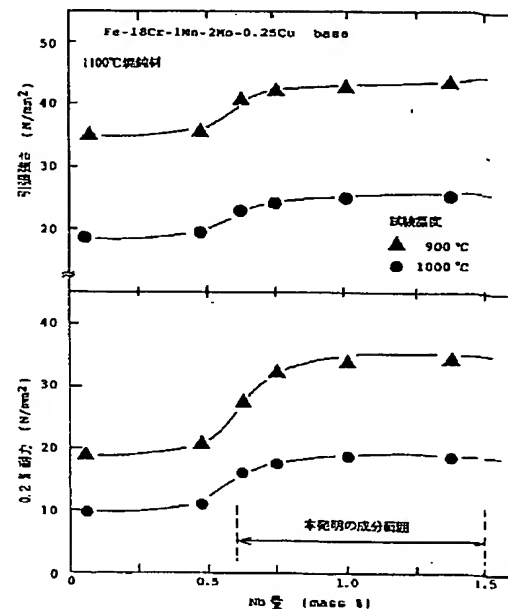
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高温強度および溶接性に優れた耐熱用フェライト系ステンレス鋼板

(57) 【要約】 (修正有)

【目的】 高温強度と溶接性に優れた、自動車エンジンのエキゾーストマニホールド用フェライト系ステンレス鋼材の提供。

【構成】 上記鋼材の組成は質量%において、C:0.02%以下、Si:0.6%未満、Mn:0.6%以上2.0%以下、S:0.006%以下、P:0.04%以下、Cr:17.0%以上22.0%以下、Nb:0.6%を超え1.5%以下、Mo:1.0%以上3.0%以下、V:0.01%以上0.5%以下、Cu:0.1%以上0.3%未満、N:0.02%以下、Al:0.005%以上0.05%以下、O:0.012%以下を含み、更にC+N≤0.03%で、 $Mn/S \geq 200$ 且つ $16.8 \leq 0.6Cr + 1.1Mo + 1.5W + 8.2Nb \leq 24.0$ の関係を満足するようにこれらの元素を含み、残量がFeおよび製造上の不可避免の不純物からなる。



1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%において、C：0.02%以下、Si：0.6%未満、Mn：0.6%以上2.0%以下、S：0.006%以下、P：0.04%以下、Cr：17.0%以上22.0%以下、Nb：0.6%を超え1.5%以下、Mo：1.0%以上3.0%以下、V：0.01%以上0.5%以下、Cu：0.1%以上0.3%未満、N：0.02%以下、Al：0.005%以上0.05%以下、O：0.012%以下、ただし前記の範囲において、

$$C+N \leq 0.03\%$$

$$Mn/S \geq 200$$

$$16.8 \leq 0.6Cr + 1.1Mo + 8.2Nb \leq 24.0$$

の関係を満足するようにこれらの元素を含有し、残量がFeおよび製造上の不可避の不純物からなる高温強度および溶接性に優れた耐熱用フェライト系ステンレス鋼板。

【請求項2】 質量%において、C：0.02%以下、Si：0.6%未満、Mn：0.6%以上2.0%以下、S：0.006%以下、P：0.04%以下、Cr：17.0%以上22.0%以下、Nb：0.6%を超え1.5%以下、Mo：1.0%以上3.0%以下、V：0.01%以上0.5%以下、Cu：0.1%以上0.3%未満、N：0.02%以下、Al：0.005%以上0.05%以下、O：0.012%以下、を含有し、さらに次の元素の一種または二種以上、すなわち、Ti：1.5%以下、Zr：2.0%以下、W：5.0%以下、B：0.01%以下、Y：0.1%以下、REM：0.1%以下の一種または二種以上、を含有したうえ、前記の範囲において、

$$C+N \leq 0.03\%$$

$$Mn/S \geq 200$$

$$16.8 \leq 0.6Cr + 1.1Mo + 1.5W + 8.2Nb \leq 24.0$$

の関係を満足するようにこれらの元素を含有し、残量がFeおよび製造上の不可避の不純物からなる高温強度および溶接性に優れた耐熱用フェライト系ステンレス鋼板。

【請求項3】 鋼板は、製造過程における最終仕上げ焼鈍において、1050℃以上1200℃以下の温度に10分以下加熱され、この加熱後600℃まで2℃/sec以上の速度で冷却されたものである請求項1または2に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

【請求項4】 鋼板は、自動車エンジンのエキゾーストマニホールドを構成する材料として使用される請求項1、2または3に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、各種内燃機関の排気ガス系統の部材例えばエキゾーストマニホールドや排ガス浄化用材料あるいは各種燃焼機器などに用いられる高温強度および溶接性に優れたフェライト系耐熱用ステンレス鋼板に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 近年、自動車あるいは工場から排出され

2

るガスによる大気汚染が大きな問題となっている。例えば自動車の排気ガスは公害防止の観点からNO_x、HC、COなどの量が規制されてきたが、最近では酸性雨などの点から規制がより厳しくなる傾向にあり、排気ガス浄化効率の向上が必要となっている。

【0003】 他方、自動車では浄化効率の向上に加え、エンジンの高出力化あるいは性能向上の要求が高まり、排ガス温度は上昇する傾向にある。このような背景から、排気ガス系統の部材、特にエンジンに直結しているエキゾーストマニホールド（排気ガス管）などは、運転中にきわめて高温になる。加えて、機械の振動や外部からの振動による機械的な応力変動、あるいは運転パターンに依存した冷熱サイクルによる熱応力変動など、きわめて過酷な状況下にさらされることになる。

【0004】 ステンレス鋼などの耐熱鋼をこれらの用途で使用する場合、上述のように使用中に様々な応力を受けるため、これに耐え得る高温特性、つまり高温強度特性に優れることが重要となる。しかも排気ガス系統の部材は、鋼板をプレス成形したのちに溶接したり、溶接造管後、加工を施して使用される。したがって、この用途では、高温強度特性が顕著に優れ且つ鋼板での溶接性に優れ、加工性も良好であることが重要となる。

【0005】 SUS304に代表されるオーステナイト系ステンレス鋼は加工性に優れかつ溶接性も良好である。これに加え、高温強度がフェライト系ステンレス鋼に比べ高いことから、耐熱性が要求される用途に対して有望な材料であると考えられている。しかしオーステナイト系ステンレス鋼は熱膨張係数が大きいことから、加熱および冷却の繰返しを受けるような用途では使用中に発生する熱応力により熱疲労破壊することが懸念されている。またオーステナイト系ステンレス鋼は熱膨張係数が大きいから、加熱および冷却の繰返しによって表面酸化物が剥離し易い。

【0006】 このようなことから一部の用途ではInconel 600に代表されるNi基の合金が使用されている。この合金材料はオーステナイト系ステンレス鋼より熱膨張係数が低く、また表面酸化物の密着性が良く、耐高温酸化特性に優れ、かつ高い高温強度を有しているのので有望な材料であるが、きわめて高価な材料であるため広く一般に使用されるに至っていない。

【0007】 一方、フェライト系ステンレス鋼は、オーステナイト系ステンレス鋼に比べて安価である。また熱膨張係数が小さいので熱疲労特性に優れており、加熱および冷却の繰返しを受ける用途ではこの点で優れた特徴を示すものと考えられる。そのため一部の用途に対してTepe409やSUS430で代表されるフェライト系ステンレス鋼が使用され始めている。しかしこれらの材料は、600℃以上での高温強度が著しく低いので、この温度域では強度不足による高温疲労破壊や熱疲労破壊などを起こす可能性がある。さらに900℃以上の温度では、フェライ

3

ト相がオーステナイト相に変態することがあり、その後の冷却で生成したマルテンサイトによって室温での靱性が著しく低下する可能性がある。

【0008】このようなフェライト系ステンレス鋼特有の問題に対し、フェライト生成元素でかつ高温強化元素であるMoやWなどの添加によって高温強度を改善することも考えられる。しかし単にこれらの元素を添加するのみでは高温強度の十分な上昇は望めない。また高温強度を高くすると室温においても硬質となり加工性が低下することや過剰添加により溶接性が低下することなどの問題も生じてくる。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】以上のように、今後の排気ガス浄化効率の向上、内燃機関の高出力化および高性能化などの進展とともにますます厳しくなる使用条件および環境に対応し得る高温強度特性や溶接性に優れた材料が要望されているが、現状では前記のような課題が完全には解決されていない。もし耐熱用フェライト系ステンレス鋼において、最も重要視される高温強度特性に優れた鋼が得られれば、上記のような厳しい使用条件の用途に対してきわめて有望な材料を得ることができるものと考えられる。本発明の目的はここにある。

【0010】すなわち本発明は、耐熱用構造材料に最も要求される耐熱性すなわち高温強度特性が従来の自動車用エキゾーストマニホールド材である耐熱用フェライト系ステンレス鋼のSUS430LX系鋼の2倍以上、つまり1000℃の0.2%耐力が15N/mm²以上であるようなフェライト系ステンレス鋼の開発を目的としたものである。

【0011】

【課題を解決するための手段】本発明は、質量%において、C:0.02%以下、Si:0.6%未満、Mn:0.6%以上2.0%以下、S:0.006%以下、P:0.04%以下、Cr:17.0%以上22.0%以下、Nb:0.6%を超え1.5%以下、Mo:1.0%以上3.0%以下、V:0.01%以上0.5%以下、Cu:0.1%以上0.3%未満、N:0.02%以下、Al:0.005%以上0.05%以下、O:0.012%以下を含み、場合によってはさらに、Ti:1.5%以下、Zr:2.0%以下、W:5.0%以下、B:0.01%以下、Y:0.1%以下、REM:0.1%以下、の一種または二種以上を含有したうえ、前記の範囲において、

$C+N \leq 0.03\%$

$Mn/S \geq 200$

$16.8 \leq 0.6Cr + 1.1Mo + 8.2Nb \leq 24.0$

ただし、Wを含む場合には、

$16.8 \leq 0.6Cr + 1.1Mo + 1.5W + 8.2Nb \leq 24.0$

の関係を満足するようにこれらの元素を含有し、残量がFeおよび製造上の不可避の不純物からなる高温強度および溶接性に優れたフェライト系ステンレス鋼板を提供する。

【0012】特に本発明鋼板は、その製造過程における

4

最終仕上げ焼鈍において、該焼鈍を1050℃以上1200℃以下の温度で10分以下の条件で行い、この焼鈍温度から600℃までを2℃/sec以上の速度で冷却することによって優れた高温強度を具備するようになる。この鋼板素材は所望径のパイプに溶接（高周波溶接）造管し、このパイプから、各種加工や溶接を適用して自動車エンジンのエキゾーストマニホールドを製作するのに適する。したがって本発明はまた、前記の成分組成からなる自動車エンジンのマニホールド用鋼を提供するものである。

【0013】

【作用】図1は、低C、N-18%Cr-1.0%Mn-2.0%Mo-0.25%Cu鋼を基本成分とし、900℃および1000℃での高温強度（引張強さ、0.2%耐力）に及ぼす鋼中のNb量の影響を調べた結果を示したものである。試験片は4mmの各鋼の熱延板を1000℃にて焼鈍した後、2mmまで冷延し、1100℃で焼鈍したものをを用いた。

【0014】図1の結果から、Nb量が0.6%まではNb量の増加に伴って高温強度（引張強さと0.2%耐力）は僅かに上昇するが、Nb量が0.6%を超えると、これを境にして高温強度が急激に上昇し、1000℃での0.2%耐力は15N/mm²以上という非常に高い値を示すことがわかる。

【0015】すなわち、本発明者らはこの成分系において0.6%を超えるNbを添加すると高温強度が飛躍的に上昇するという知見を得た。高温強度の上昇をもたらしている理由は、後述するように（C+N）量や焼鈍温度の影響もあるが、添加したNb量のうち強化元素として有効に作用するNb量が増加したためと考えられる。

【0016】図2は18%Cr-1.0%Mn-2.0%Mo-1.0%Nb-0.25%Cu鋼を基本成分とし、図1と同様の1100℃焼鈍材について、1000℃での高温強度に及ぼす鋼中の（C+N）量の影響を調べたものである。

【0017】図2の結果から、0.2%耐力は、（C+N）量が0.03%以下の領域において、15N/mm²以上の高い値を示すものの、（C+N）量が0.03%を超えると低下することがわかる。このことは、フェライト系ステンレス鋼にNbを多量に添加するだけでは高温強度の飛躍的上昇は確保できないことを示唆している。つまり、高温強度に優れたフェライト系ステンレス鋼を得るためには、Nb量に加え（C+N）量も厳しく規定する必要があることを示している。なお、このような（C+N）量の増加に伴う高温強度の低下は、（C+N）量が増加するとNbが炭窒化物として析出し、強化に有効な固溶Nb量が減少するからであると考えられる。

【0018】図3は、低C、N-18%Cr-1.0%Mn-1.0%Mo-0.6%Nb-0.25%Cu鋼を基本成分とし、前例と同様に1100℃焼鈍材についての1000℃での高温強度に及ぼすCr、Mo、Wの影響について調べたものである。また、Nb量についての図1の結果も合わせて図中に示した。

【0019】図3の結果から、本成分系における高温強

度は各元素のこの範囲の添加量に応じて比較的単調に増加することがわかる。ここで、 $\sigma_{0.2}$: 1000℃での0.2%*

$$\sigma_{0.2} = -1.8 + 0.6Cr + 1.1Mo + 1.5W + 8.2Nb \dots (1)$$

で表し得る。この(1)式からも、各元素の $\sigma_{0.2}$ への寄与率(各元素の係数)はCr, Mo, W, Nbの順に大きくなり、とりわけNbは大きく、Nbの添加はMoやWに比べて高温強度上昇に非常に有効であることがわかる。

【0020】図4は18%Cr-1.0%Mn-2.0%Mo-0.25%Cu-0.45%Nb鋼(以下0.45%Nb鋼と記す)および18%Cr-1.0%Mn-2.0%Mo-0.25%Cu-1.0%Nb鋼(以下1.0%Nb鋼と記す)について、1000℃における高温引張特性に及ぼす最終仕上げ焼鈍の焼鈍温度の影響を調べたものである。

【0021】図4の結果から、0.45%Nb鋼は、最終仕上げ焼鈍温度の影響をほとんど受けて、ほぼ一定の強度値を示すのに対し、1.0%Nb鋼は、1050℃焼鈍までは0.45%Nb鋼のものと実質的な差は認められないが、1050℃以上の焼鈍温度になると高温強度は急激に上昇し、1100℃焼鈍では0.45%Nb鋼の2倍程度の0.2%耐力が得られるようになることがわかる。このような高温強度の上昇は、前述のような強化に有効な固溶Nb量が焼鈍温度の上昇によって増加したことによると考えられる。以上の事実は、適切なNb量および(C+N)量の選択と、これに加えて1050℃以上の最終仕上げ焼鈍を行なうことが高温強度に優れたフェライト系ステンレス鋼板を得る上で重要であることを示している。

【0022】図5は、低C, N-18%Cr-1.0%Mn-2.0%Mo-1.0%Nb-0.25%Cu鋼について、熱処理条件を種々変えて固溶Nb量を変化させた場合の、固溶Nb量と1000℃での0.2%耐力との関係を示したものである。なお固溶Nb量は、添加したNb量から析出物としてのNb量を引いたものである。析出物はX線回折にて同定したところ、Fe₃Nb₃CとFe₂Nbが主体であることが明らかになった。この析出物としてのNb量は各熱処理材を非水溶媒系抽出液にて電解抽出することによって求めた。なお各熱処理材の結晶粒度番号は5番程度のほぼ一定である。

【0023】図5の結果から、この鋼の高温強度は0.5%以上の固溶Nb量の領域で急激に上昇していることがわかる。

【0024】Nb添加フェライト系ステンレス鋼に焼鈍工程を組合わせてクリープ強度を上昇させる方法は例えば特開昭60-145359号公報や特公平1-41695号公報に記載されている。両公報とも強化に有効な固溶Nb量は、添加Nb量からNbCまたはNbNとして析出したNb量を引いたものとしており、また、クリープ強度を上昇させるためには或る程度の炭窒化物の存在が必要であるとしている。しかし本発明の成分系つまり0.6%を超えるNbを添加した場合には、NbCやNbNなどのような析出物の存在は認められず、Fe₃Nb₃CおよびFe₂Nbが析出する。したがって上記公報に掲載された固溶Nb量の算出

*耐力(N/mm²)とし、Cr, Mo, W, Nb: 各添加元素量(質量%)とすると、

$$\sigma_{0.2} = -1.8 + 0.6Cr + 1.1Mo + 1.5W + 8.2Nb \dots (1)$$

式は本発明の成分系では適用できない。また該公報の教示とは異なり、適量の炭窒化物を存在させるためにCやNを含有させることは本発明の成分系では必要ではなく、前記の図2の結果に見られるように、むしろ強化に有効なNb量を確保するために(C+N)量の上限を厳しく限定する必要がある。

【0025】以上のような知見事実に基づき、本発明は高温強度および溶接性に優れた耐熱用フェライト系ステンレス鋼板を提供するものであり、特にこれから的高出力自動車エンジンに直結しても十分に信頼性のあるステンレス鋼製のエキゾーストマニホールドとなり得る材料を提供するものである。

【0026】以下に、本発明鋼の各成分の作用とその化学成分値の含有量範囲を定めた理由の概要を個別に説明する。

【0027】CおよびN: CおよびNは一般的にはクリープ強度およびクリープ破断強度などの高温強度に対しては最も有効な元素とされているが、その反面、含有量が多くなると耐酸化性、加工性ならびに靱性が低下する。したがって、CおよびNは本成分系においては低いことが望ましく、それぞれ0.02%以下とする。また、CおよびNはNbとの化合物を生成しやすいのでフェライト相の固溶強化に有効のNb量、より具体的には、高温での0.2%耐力および引張強さを上昇させる有効Nb量を減少させる。図2で示したように(C+N)量を0.03%以下とすることにより1000℃で15N/mm²以上の0.2%耐力を確保することができる。

【0028】Si: Siは耐酸化性の向上には有効な元素である。しかしSiを過剰に添加すると硬さが上昇し、加工性および靱性が低下することから、Siは0.6%未満とする。

【0029】Mn: Mnは溶接高温割れに有害なSをMnSの形で固定し、溶接金属中のSを除去、減少させる。溶接高温割れを防止するためには、鋼中に含まれるSに対応したMnの添加が必要であり、Mn/Sが200以上で割れ防止効果が現れる。またMnを添加することによって耐スケール剥離性も改善されるが、過剰の添加は加工性および溶接性が問題となる。このようなことから、十分な耐スケール剥離性を有し、なおかつ加工性および溶接性に影響を及ぼさぬようにMnの範囲は0.6%以上2.0%以下とする。

【0030】S: Sは上述のごとく溶接高温割れに対して有害であるので可能な限り低いほうが望ましいが、低く押さえるほど製造コストの上昇を招く。本発明鋼においてはSは0.006%まで許容しても十分な耐溶接高温割れを有するため、Sの範囲を0.006%以下とする。

【0031】P: Pは本発明が目的とする高温強度の向

7

上には特に悪影響を及ぼさないが、0.04%を超えて含有されると鋼板の靱性を著しく損なう。したがって、Pの範囲は0.04%以下とする。

【0032】Cr: Crはフェライト相を安定させるとともに、高温用材料で重要視される耐酸化性の改善に不可欠の元素である。しかし17.0%未満では上記の効果が十分に発揮されない。耐酸化性の面からはCrは高いほど望ましいが22.0%を超えて過剰に添加すると鋼の脆化を招き、また硬さの上昇によって加工性も劣化する。したがって、Crの範囲は17.0%以上22.0%以下とする。

【0033】Nb: Nbは前述の図1の高温引張試験結果に示したように、高温強度を維持するのに必要な元素である。しかも強力な炭窒化物生成元素であるため、固溶強化による著しい高温強度の上昇を図るためには、CおよびNの低減化に加え、0.6%を超えるNbの添加が必要である。またNbの添加は加工性および耐酸化性の改善に好影響を及ぼす。しかしNbを過剰に添加すると溶接高温割れ感受性が高くなる。十分な高温強度を維持し、なおかつ溶接高温割れ感受性にさほど影響を及ぼさないようにNbの範囲は0.6%を超え1.5%以下とする。

【0034】Mo: Moは固溶強化によって高温強度を上昇させる元素である。また耐高温酸化性および耐食性の改善にも有効である。一方、過剰に添加すると低温での靱性を著しく低下させ、また溶接性および加工性の低下をきたすため、その成分範囲を1.0%以上3.0%以下、好ましくは1.0%を超え3.0%以下とする。

【0035】V: Vは炭窒化物生成元素であり、高温強度およびクリープ破断強度を上昇させ、加工性を改善する。またCおよびNと結合することによって、高温強度上昇に有効な固溶Nb量を増加させる。さらにVはNbとの共存によって耐粒界腐食性を向上させると共に溶接熱影響部の靱性を向上させる。これらの効果はV量が0.01%未満では十分ではない。他方0.5%を超えて過剰に添加すると逆に加工性の低下を招くため、Vの範囲は0.01%以上0.5%以下とする。

【0036】Al: 製鋼工程において脱炭を行なう際に酸素吹錬を行なうが、このとき鋼中の残存した酸素は、溶接性に著しい悪影響を及ぼす。このため脱酸材としてAlが必要不可欠な元素となる。しかし過剰の添加は逆に溶接性の低下を招く。十分な脱酸を行なうことができ、なおかつ溶接性に影響を及ぼさぬようAlの範囲は0.005%以上0.05%以下とする。

【0037】O: Oは上述のように、溶接性に悪影響を及ぼすためできる限り低いことが望ましいが低く押さえるほど製造コストの上昇を招く。本成分系においては、Oは脱酸Alの添加によって0.012%以下に容易に低減でき、しかもこのとき十分な溶接性を有するため、Oの範囲は0.012%以下とする。

【0038】Cu: Cuは靱性面で非常に有効に作用し、室温での靱性改善効果を得るためには0.1%以上必要で

8

ある。一方、過剰に添加すると硬質となり加工性を害し、また溶接性も低下する。この理由からCuの範囲は0.1%以上0.3%未満とする。

【0039】Ti: TiはNbと同様に強力な炭窒化物生成元素であり、高温強度およびクリープ破断強度を上昇させ、加工性も改善する。しかしAlと同様、過剰添加すると製造性および溶接性で問題となるため1.5%以下とする。

【0040】Zr: Zrは高温強度を上昇させ、高温酸化特性を改善する。しかし過剰に添加すると加工性および溶接性の低下を招くので2.0%以下とする。

【0041】W: WもTiやVと同様、高温強度を上昇させ、加工性を改善する。しかし過剰に添加すると加工性および溶接性の低下を招くので5.0%以下とする。

【0042】B: Bは熱間加工性を改善し、高温強度も上昇させ、加工性をも改善する。しかし過剰に添加すると熱間加工性の低下を招くため、0.01%以下とする。

【0043】YおよびREM: YおよびREM(希土類元素)は微量添加によって熱間加工性を改善し、耐酸化性特にスケールの密着性を改善する。しかし過剰に添加すると逆に熱間加工性の低下を招くため0.1%以下とする。

【0044】以上のような成分組成に加えて、本発明の目的を達成するには、すなわち1000℃での0.2%耐力を15N/mm²以上とするには、前記(1)式の右辺を15以上とすることが必要である。すなわち、

$$15.0 \leq -1.8 + 0.6Cr + 1.1Mo + 1.5W + 8.2Nb$$

の関係を満足するように、これらの元素の含有量を規制することが必要である。しかしこれらの元素を過剰に添加すると加工性および溶接性が低下する可能性があり、特に(1)式の右辺が22.2を超えると溶接性の劣化が認められた。この理由から、これらの元素の添加量は、

$$15.0 \leq -1.8 + 0.6Cr + 1.1Mo + 1.5W + 8.2Nb \leq 22.2$$

すなわち、

$$16.8 \leq 0.6Cr + 1.1Mo + 1.5W + 8.2Nb \leq 24.0$$

の関係を満足するように含有させるのがよい。

【0045】次に本発明鋼板の製造に当たっては、既述のように最終仕上げ焼鈍において固溶強化元素を十分固溶させるためには焼鈍温度はできる限り高い方が好ましい。すなわち図4に示したように、焼鈍温度が1050℃未満では、Nbの固溶が十分でないことがその理由であると考えられるが、顕著な高温強度の改善は期待できない。また図4は高温強度の上昇は焼鈍温度が1200℃を超えると飽和することを示している。加えて、焼鈍温度が高すぎると結晶粒が粗大化し、靱性が低下するなどの不利な点も生じる。以上のことから最終仕上げ焼鈍温度の範囲は1050℃以上1200℃以下とする。

【0046】最終仕上げ焼鈍後の冷却速度は、焼鈍時に固溶したNbが冷却中に析出しないように焼鈍温度から600℃までの間を2℃/sec以上とするのがよい。

【0047】最終仕上げ焼鈍時間については、1050℃以

上1200℃以下の温度で長時間焼鈍すると結晶粒および析出物が粗大化すること、連続焼鈍を行なう際に焼鈍工程に時間を要し、生産性が低下することから、10分以下とするのが実際的である。

【0048】なお最終仕上げ焼鈍とは素材メーカーでの製造過程において熱間圧延および冷間圧延を経て目標板厚にまで圧延した後の鋼帯または鋼板を仕上げ焼鈍することを意味する。場合によってはこの最終仕上げ焼鈍のあとに軽度のスキンパス圧延を施すこともある。

【0049】

【実施例】表1および表2（表1の続き）に供試材の化学成分値および最終仕上げ焼鈍温度を示した。表中のA01からA20は本発明鋼、A21からA30は比較鋼である。いずれの鋼も真空溶解炉にて500kg溶製し、鍛造、熱延により4.0mmの熱延鋼帯とした。これを950～1250℃で焼鈍し2.0mmまで冷延した。ついでこれを切断し、表中

に示した最終仕上げ焼鈍温度で焼鈍し、鋼板とした。これを高温引張試験片に切削加工後、試験に供した。表3に本発明鋼板および比較鋼板の高温強度特性を示した。高温強度特性はJIS G 0567に準拠した高温引張試験における0.2%耐力および引張強さで評価した。

【0050】また溶接高温割れ性を臨界ひずみ量で評価した。すなわち、各鋼について厚さ1.2mmまで冷延した以外は前記同様の冷延焼鈍板を作製し、40mm×200mmの試験片に加工後、試験片の両端を保持して長手方向に引張応力を付与した状態でTIG溶接を行い、割れが発生し始める最小のひずみ量を臨界ひずみ量とし、これを溶接割れ感受性の指標とした。この溶接高温割れ特性についても表3に併記した。

【0051】

【表1】

10

		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Nb
本 発 明 の 対 象 と な る 鋼 の 実 施 例	A 1	0.006	0.51	0.99	0.022	0.0026	0.11	18.17	2.05	0.24	0.62
	A 2	0.004	0.50	0.91	0.024	0.0029	0.11	18.12	2.18	0.29	0.97
	A 3	0.007	0.53	1.01	0.025	0.0024	0.13	17.06	1.58	0.26	1.42
	A 4	0.002	0.57	0.97	0.021	0.0022	0.12	18.22	2.07	0.25	0.76
	A 5	0.019	0.56	0.92	0.022	0.0029	0.11	18.15	2.06	0.26	0.72
	A 6	0.007	0.55	0.99	0.024	0.0031	0.13	18.11	1.15	0.25	0.73
	A 7	0.006	0.52	0.91	0.020	0.0038	0.12	18.12	2.89	0.27	0.98
	A 8	0.008	0.55	0.98	0.024	0.0034	0.10	18.09	2.53	0.25	0.71
	A 9	0.005	0.54	1.83	0.023	0.0033	0.12	19.46	2.06	0.25	0.76
	A10	0.006	0.55	0.95	0.026	0.0023	0.13	17.31	2.79	0.26	0.77
	A11	0.007	0.53	0.96	0.025	0.0024	0.12	17.11	2.77	0.24	0.76
	A12	0.009	0.08	0.65	0.022	0.0031	0.12	21.73	2.10	0.24	1.01
	A13	0.007	0.53	0.92	0.023	0.0034	0.11	18.22	1.56	0.25	0.98
	A14	0.008	0.59	0.96	0.026	0.0029	0.12	20.14	1.33	0.27	0.97
	A15	0.009	0.40	1.00	0.024	0.0030	0.13	21.07	2.01	0.24	0.99
	A16	0.016	0.54	0.94	0.021	0.0027	0.11	18.06	2.06	0.25	0.77
	A17	0.008	0.53	0.96	0.022	0.0023	0.12	18.09	2.01	0.26	0.75
	A18	0.008	0.55	0.99	0.023	0.0025	0.12	18.17	2.03	0.27	0.76
	A19	0.006	0.56	0.96	0.022	0.0026	0.11	18.09	2.45	0.22	0.73
	A20	0.005	0.53	0.98	0.024	0.0027	0.13	18.07	2.39	0.24	0.76
比 較 例	A21	0.018	*0.64	*0.20	0.023	0.0015	0.18	18.54	*0.01	0.51	*0.47
	A22	0.008	0.39	0.98	0.021	0.0024	0.10	18.38	2.00	0.25	*0.43
	A23	0.014	0.52	0.95	0.025	0.0033	0.12	18.35	2.15	0.27	1.01
	A24	0.006	0.51	0.97	0.027	0.0037	0.12	18.20	2.17	0.26	1.00
	A25	0.008	0.52	0.65	0.023	0.0045	0.12	18.03	2.69	0.26	0.80
	A26	0.006	0.56	0.75	0.033	0.0035	0.10	18.53	1.89	0.25	0.75
	A27	0.007	*0.64	0.88	0.035	0.0029	0.11	18.11	2.88	0.21	1.39
	A28	0.019	0.55	0.98	0.044	0.0030	0.14	18.65	2.13	0.25	0.76
	A29	0.010	0.53	1.03	0.029	0.0040	0.12	18.04	2.22	0.26	*0.48
	A30	0.008	0.50	1.05	0.022	0.0037	0.13	18.18	*0.51	0.24	0.80
	A31	0.007	0.46	1.10	0.029	0.0030	0.11	18.06	2.01	*0.59	0.76

[0052]

[表2]

(表1の続き)

		V	N	Al	O	その他	σ^{**}	Mn/S	焼純温度
本 発 明 の 対 象 と な る 鋼 の 実 施 例	A 1	0.02	0.005	0.006	0.0074		18.24	381	1050°C
	A 2	0.03	0.002	0.007	0.0064		21.22	318	1100°C
	A 3	0.02	0.004	0.006	0.0045		23.62	421	1050°C
	A 4	0.03	0.001	0.005	0.0033		19.44	441	1100°C
	A 5	0.04	0.008	0.005	0.0115		19.06	317	1100°C
	A 6	0.01	0.006	0.007	0.0112		18.12	319	1100°C
	A 7	0.02	0.010	0.007	0.0105		22.01	239	1150°C
	A 8	0.02	0.018	0.010	0.0040		19.46	288	1100°C
	A 9	0.02	0.004	0.045	0.0021		20.17	444	1100°C
	A10	0.03	0.006	0.008	0.0045		19.77	413	1100°C
	A11	0.02	0.005	0.010	0.0021		19.55	400	1200°C
	A12	0.02	0.004	0.025	0.0025		23.63	210	1050°C
	A13	0.03	0.007	0.008	0.0035	W:2.09	23.82	271	1050°C
	A14	0.43	0.006	0.008	0.0086		21.50	331	1050°C
	A15	0.02	0.008	0.009	0.0075	Zr:1.53	22.97	333	1050°C
	A16	0.03	0.012	0.008	0.0041		19.42	348	1100°C
	A17	0.02	0.008	0.008	0.0036	Ti:1.06	19.22	417	1100°C
	A18	0.02	0.005	0.006	0.0043	B:0.0041	19.37	396	1200°C
	A19	0.01	0.006	0.005	0.0050	Y:0.06	19.54	369	1200°C
	A20	0.02	0.005	0.013	0.0046	La:0.05	19.70	363	1200°C
比 較 例	A21	0.03	0.015	0.014	0.0021		14.99*	* 133	1150°C
	A22	0.02	0.008	0.041	0.0033		16.75*	408	1150°C
	A23	0.02	0.014	0.001	*0.0266		21.66	288	1050°C
	A24	0.03	0.006	*0.079	0.0061		21.51	262	1050°C
	A25	0.02	0.004	0.014	0.0043	Ti:0.62	21.99	* 144	1050°C
	A26	0.03	0.005	0.008	0.0109		19.35	214	* 950 °C
	A27	0.05	0.007	0.009	0.0038	W:1.94	*28.34	303	1050°C
	A28	0.03	0.018	0.018	0.0057		19.77	327	1100°C
	A29	0.02	0.008	0.020	0.0086		17.20	258	1100°C
	A30	0.04	0.009	0.016	0.0096		18.03	284	1100°C
	A31	0.05	0.010	0.012	0.0113		19.28	367	1100°C

注) 残部はFeと不可避的不純物を含む。焼純温度は最終仕上げ焼純温度を示す。

*印: 請求の範囲から外れることを示す。 ** : $\sigma = 0.6\text{Cr} + 1.1\text{Mo} + 1.5\text{W} + 8.2\text{Nb}$ 。

[0053]

[表3]

材料特性		短時間高温引張特性				溶接高温割れ特性	
試験温度		900℃		1000℃		(備考)	常温
項目*		耐力	強度	耐力	強度	σ**	臨界歪 Mn/S
本 発 明 例	A 1	29	39	15	22	18.24	4.3
	A 2	32	42	18	24	21.22	4.0
	A 3	33	42	17	23	23.62	4.4
	A 4	32	43	18	24	19.44	4.4
	A 5	31	40	17	23	19.06	4.0
	A 6	30	40	17	22	18.56	3.8
	A 7	33	43	19	25	21.87	3.5
	A 8	29	40	17	23	19.46	3.7
	A 9	35	47	18	26	20.17	4.8
	A 10	34	45	18	26	19.77	4.3
	A 11	39	50	21	29	19.55	4.4
	A 12	32	41	17	24	23.63	3.7
	A 13	29	41	16	23	23.82	3.7
	A 14	33	45	16	22	21.50	4.1
	A 15	35	47	17	25	22.97	4.2
	A 16	36	46	17	26	19.42	4.0
	A 17	37	44	17	24	19.22	4.3
	A 18	34	43	18	24	19.37	4.2
	A 19	32	41	18	23	19.54	4.0
	A 20	32	40	17	23	19.70	4.4
比 較 例	A 21	14	35	7	18	14.99	1.9
	A 22	20	36	11	19	16.75	3.3
	A 23	34	40	18	23	21.66	2.9
	A 24	20	35	10	18	21.51	2.6
	A 25	24	37	17	25	21.99	3.1
	A 26	26	38	13	17	19.35	3.7
	A 27	32	43	18	22	28.34	3.0
	A 28	28	37	14	18	19.77	3.4
	A 29	21	35	11	15	17.20	4.0
	A 30	25	38	13	16	18.03	3.3
	A 31	30	41	15	21	19.28	2.8

*: 耐力は0.2%耐力, 強度は引張強さ, 溶接性は溶接高温割れ試験の結果を示す。

** : $\sigma = 0.6Cr + 1.1Mo + 1.5W + 8.2Nb$

【0054】表3の結果に見られるように、本発明例の鋼板はいずれも高温強度が非常に高いことがわかる。つまりNbを0.6%以上添加し、(C+N)量を0.03%以下としかつ1050℃以上の高い温度で最終仕上げ焼鈍を行った鋼板は、従来のフェライト系ステンレス鋼では得られる

ことのできなかつた高温高強度特性を示し、1000℃の0.2%耐力で15N/mm²以上の強度値が得られる。これは自動車用エキゾーストマニホールド材に使用された従来のSU S430LX系鋼（表2のA21鋼に相当するもの）の2倍以上の高温強度特性を有している。

【0055】また、溶接性についてみると、本発明例の鋼はすべて3.5%以上の臨界ひずみ量を示し、溶接性が良好であることがわかる。したがって溶接高温割れ抵抗の優れた製管品（例えば自動車用エキゾーストマニホールド）が得られることがわかる。

【0056】これに対し、比較例A21、A22およびA28～A30は、いずれも高温強度を左右する元素（C+N、Nb、Mo）の範囲が本発明で規定する範囲から外れているものであるが、これらは高い温度で焼鈍を施しても、高温強度が本発明例の鋼より劣り、1000℃の0.2%耐力は全て15N/mm²未満である。

【0057】また比較例A26のように、成分範囲が本発明の範囲内であっても、焼鈍温度範囲が本発明の範囲から外れると十分な高温強度特性は得られない。さらにA23～A25、A31のようにMn、S、Al、O、Cuの含有量が本発明の範囲から外れていると、高温強度は高いものの、鋼板の溶接性が劣っていることがわかる。この点については前記の(1)式の範囲から外れるA27も同様であり、高温強化元素の過剰添加が溶接性を低下させたものと考えられる。

【0058】さらに、本発明鋼の電縫溶接管を用いて実際のエキゾーストマニホールドを以下に述べるようにして試作し、自動車エンジンにて冷熱サイクルを行った。その結果、従来の試験温度よりも100～200℃高い高温試験においても従来材以上の耐久性を示し、本発明鋼がエキゾーストマニホールド用素材として実用性が非常に高いものであることが確認された。

【0059】試作したエキゾーストマニホールドの概略を図6に示した。1は主管であり、この主管1に対して枝管2a～2eが接続されている。主管1および枝管2とも素材鋼板として前記実施例のA5相当の厚みが2.0mmの冷延焼鈍板を使用した。この鋼板から主管1の径のパイプと枝管2の径のパイプに高周波溶接で造管し、必要長さに切断し、主管1の穴あけと縮径加工、枝管2の曲げ加工、拡張およびフランジ取付け端のフレア加工を行ったうえ、MAG溶接で主管1の穴に各枝管2を接続し、端部にフランジをMAG溶接で取付けた。

【0060】試験は温度が900℃または940℃のエンジン排ガスで加熱したあと空冷する冷熱サイクルを実施した。比較のために、前記比較例のA21相当鋼を用

いた以外は同じエキゾーストマニホールドを試作し、同じ試験を行った。その結果、本発明例のものはいずれの試験温度でも、比較例のものに対し約2倍のサイクル回数まで耐久性を有した。

【0061】

【発明の効果】以上説明したように、本発明のフェライト系ステンレス鋼板は、600℃以上特に900℃～1000℃の高温強度が他のフェライト系ステンレス鋼と比較して極めて高く、溶接性にも優れている。またこの鋼板は最終仕上げ焼鈍を再結晶以上の温度で行っているため、高温強度に加え加工性にも優れる。

【0062】したがって本発明によれば、溶接造管、曲げ加工や縮径拡張加工、溶接接合等の多くの工程を経て製造され、また600℃以上の高温領域で使用される場合にも強度不足に起因する高温疲労破壊や熱疲労破壊などの材料特性が改善された自動車エンジンのマニホールド材料が提供され、自動車の高出力化と性能向上に大きく貢献できる。

【図面の簡単な説明】

20 【図1】表示の成分系における900℃および1000℃短時間引張試験における0.2%耐力および引張強さに及ぼすNb添加量の影響を示した図である。

【図2】表示の成分系における1000℃短時間引張試験における0.2%耐力および引張強さに及ぼす（C+N）量の影響を示した図である。

【図3】表示の成分系における1000℃短時間引張試験における0.2%耐力に及ぼす各種合金元素の影響を示した図である。

30 【図4】表示の成分系における1000℃短時間引張試験における0.2%耐力に及ぼす最終仕上げ焼鈍温度の影響を示した図である。

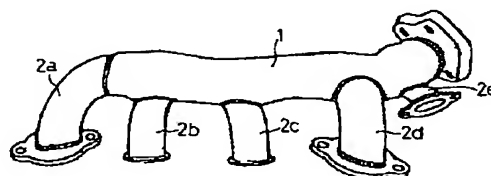
【図5】表示の成分系における1000℃短時間引張試験における0.2%耐力に及ぼす固溶Nb量の影響を示した図である。

【図6】自動車エンジンのエキゾーストマニホールドの例を示す概略図である。

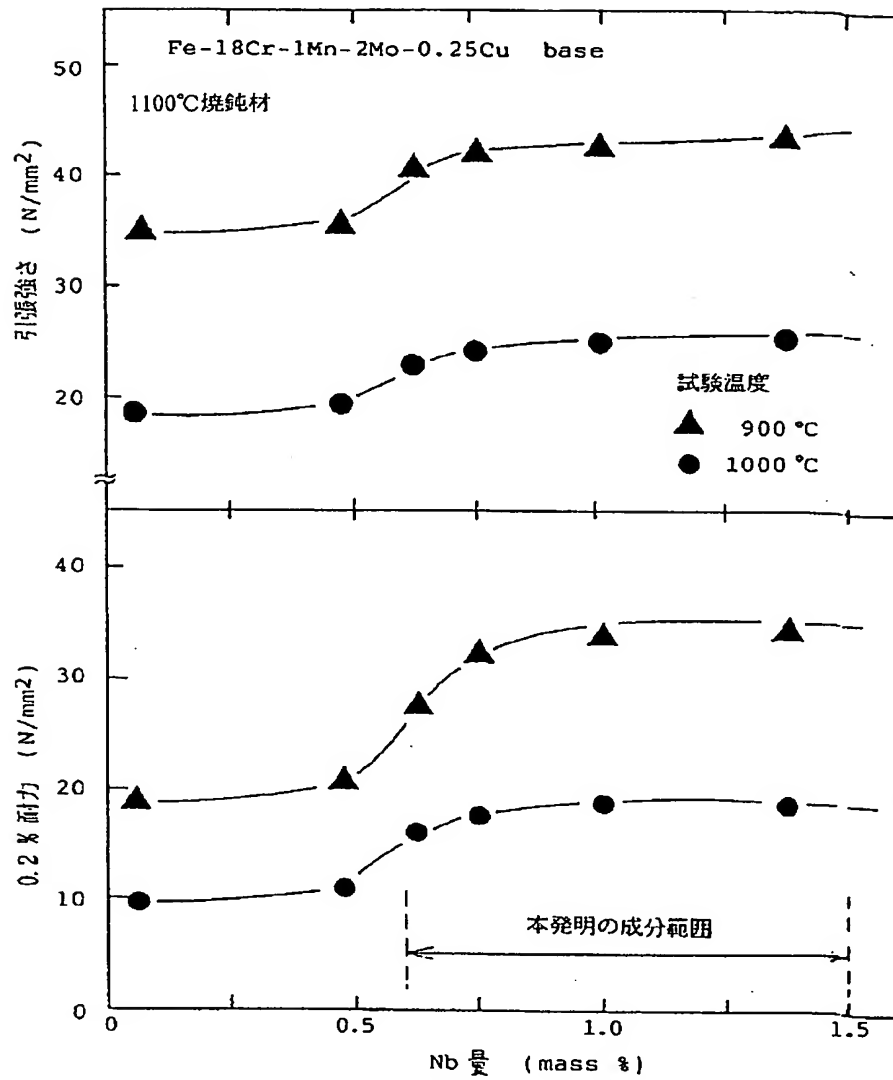
【符号の説明】

- 1 主管
- 2 枝管

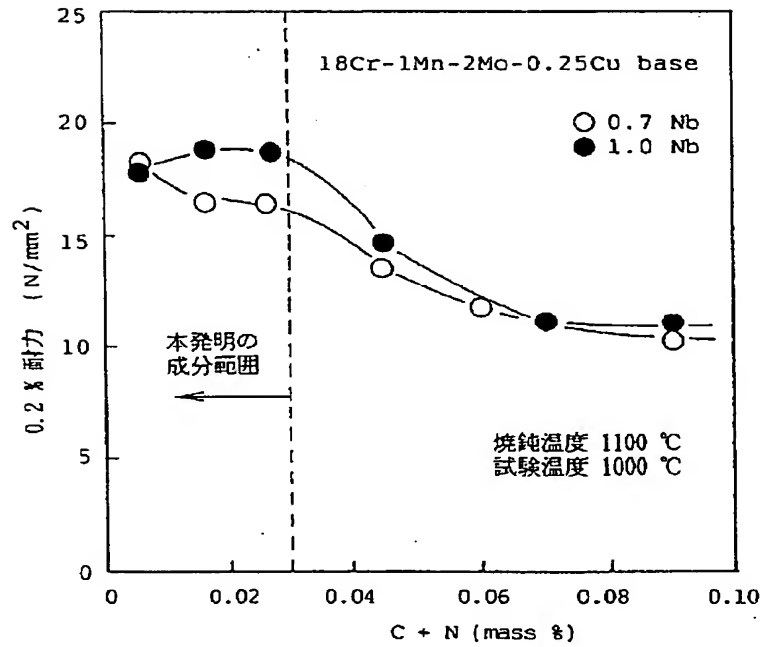
【図6】



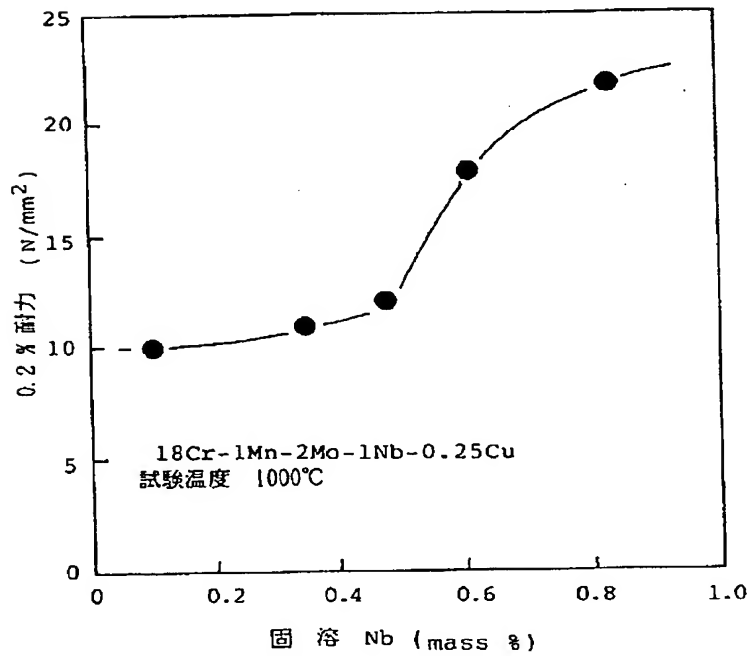
【図1】



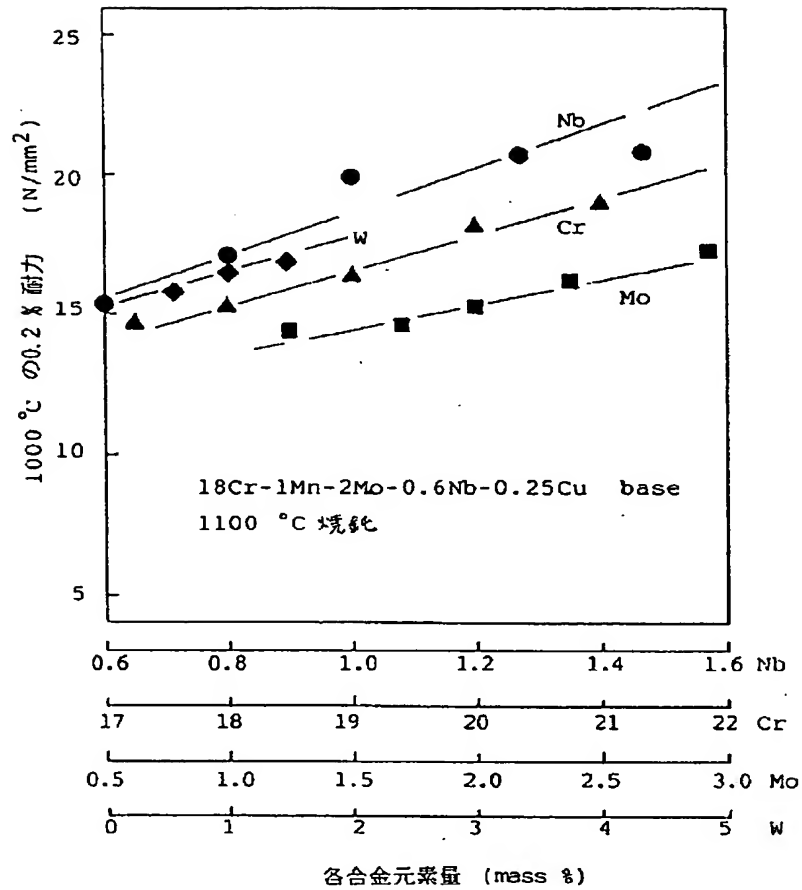
【図2】



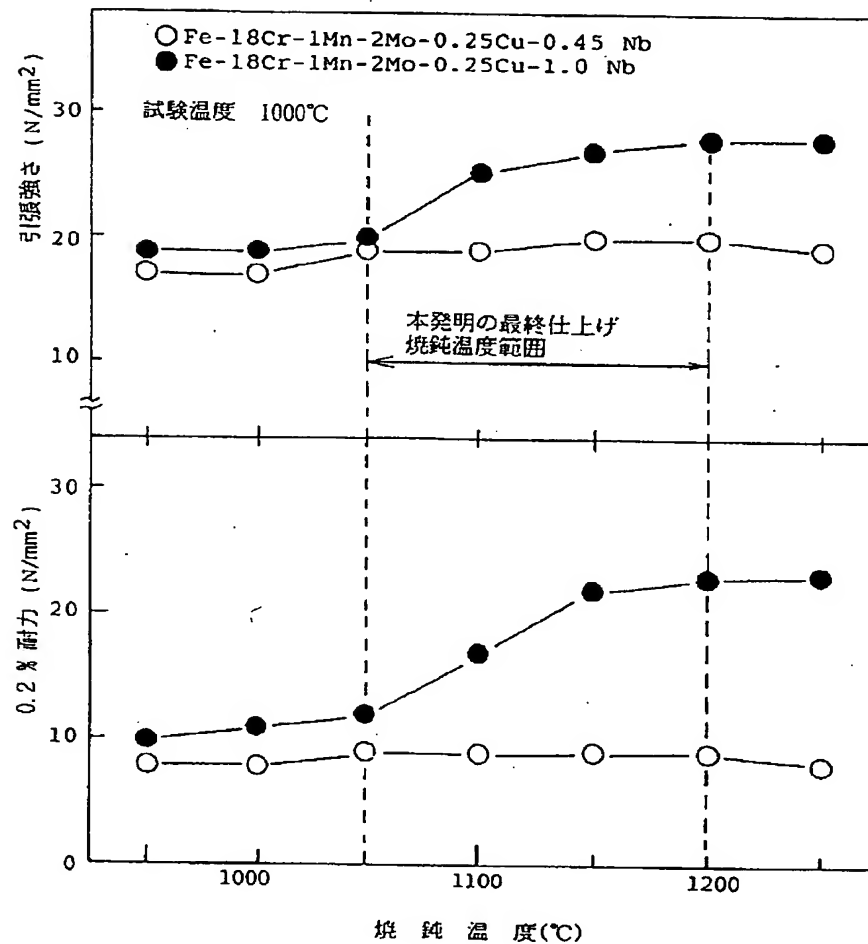
【図5】



【図3】



【図4】



フロントページの続き

(72)発明者 中村 定幸
山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製
鋼株式会社鉄鋼研究所内

(72)発明者 奥 学
山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製
鋼株式会社鉄鋼研究所内

(72)発明者 杉野 智幸
愛知県豊田市トヨタ町1番地 トヨタ自動
車株式会社内

(72)発明者 柴田 新次
愛知県豊田市トヨタ町1番地 トヨタ自動
車株式会社内